

[19]中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl<sup>7</sup>

C22C 38/00

C22C 38/06 C21D 9/46

# [12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 00804707.3

[43] 公开日 2002 年 4 月 3 日

[11] 公开号 CN 1343262A

[22] 申请日 2000.11.8 [21] 申请号 00804707.3

[30] 优先权

[32] 1999.11.8 [33] JP [31] 316439/99

[32] 2000.7.14 [33] JP [31] 214713/00

[86] 国际申请 PCT/JP00/07836 2000.11.8

[87] 国际公布 WO01/34862 日 2001.5.17

[85] 进入国家阶段日期 2001.9.6

[71] 申请人 川崎制铁株式会社

地址 日本兵库县神户市

[72] 发明人 铃木善继 加藤千昭

[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司

代理人 魏金玺 杨丽琴

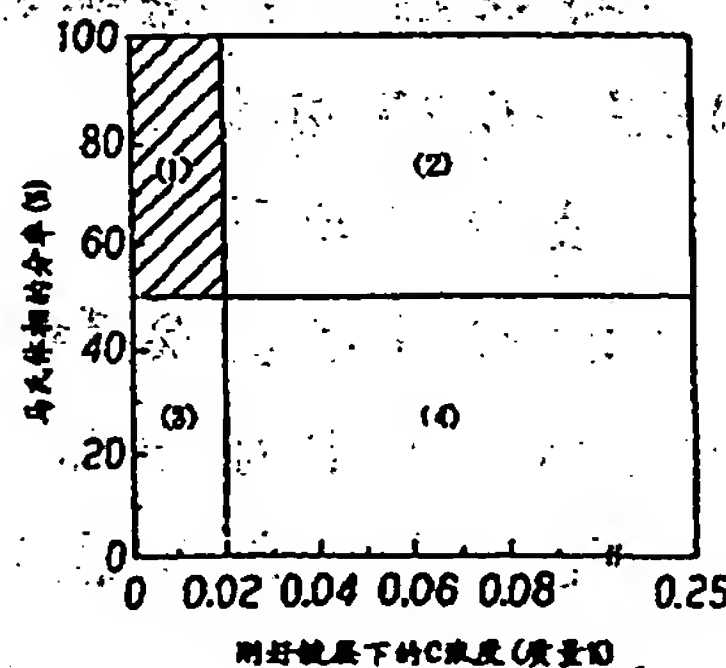
权利要求书 2 页 说明书 27 页 附图页数 2 页

[54] 发明名称 强度-延展性平衡和镀层粘合剂均优的热浸镀锌钢板及其制造方法

[57] 摘要

本发明涉及强度-延展性平衡和镀层粘合性二者均优的热浸镀锌钢板以及该热浸镀锌钢板的制造方法。作为钢板的基体钢平均组成,热浸镀锌钢板含有:C:0.05~0.25 质量%、Si:2.0 质量%以下、Mn:1.0~2.5 质量%以及 Al:0.005~0.10 质量%,刚好在镀层下的基体钢表层部的 C 浓度为 0.02 质量%以下,而且,基体钢组织含有由回火马氏体相和微细马氏体相共占 50% 以上分率的马氏体相,其余部分由铁素体相和残余奥氏体相组成。

(1): 镀层粘合性良好,强度-延展性平衡良好(超出范围)  
(2): 镀层粘合性良好,强度-延展性平衡良好  
(3): 镀层粘合性良好,强度-延展性平衡良好  
(4): 镀层粘合性良好,强度-延展性平衡良好



知识产权出版社出版

ISSN 1008-4274

## 权 利 要 求 书

1. 一种强度-延展性平衡和镀层粘合性优越的热浸镀锌钢板，其特征在于：热浸镀锌钢板的基体钢平均组成是成为含有：

C：0.05~0.25 质量%、

Si：2.0 质量% 以下、

Mn：1.0~2.5 质量% 和

Al：0.005~0.10 质量% 的组成，

刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度为 0.02 质量% 以下，而且，基体钢组织含有回火马氏体相和微细马氏体相共占 50% 以上的分率的马氏体相，其余部分由铁素体相和残余奥氏体相组成。

2. 根据权利要求 1 所记载的强度-延展性平衡和镀层粘合性均优越的热浸镀锌钢板，其特征在于：在刚好上述镀层下的基体钢表层部分，在 C 浓度为 0.02 质量% 以下的区域的结晶晶界和结晶晶粒内至少一方存在 Si 氧化物、Mn 氧化物、Fe 氧化物或者它们的复合氧化物；或者存在含有选自这些氧化物中至少一种的氧化物，而且，在基体钢表层部分中的氧化物生成量按照换算成的氧量为 1~200 质量-ppm。

3. 根据权利要求 1 或 2 中所记载的强度-延展性平衡和镀层粘合性优越的热浸镀锌钢板，其特征在于：镀层中的 Fe 含量为 8~12 质量%。

4. 一种强度-延展性平衡和镀层粘合性优越的热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于：将钢板平均组成成为含有：

C：0.05~0.25 质量%、

Si：2.0 质量% 以下、

Mn：1.0~2.5 质量% 和

Al：0.005~0.10 质量%

的组成的热轧板或冷轧板在满足下式的气氛气中，在 800~1000℃ 的温度下加热后，冷却，在按照 Fe 换算量的酸洗减量为 0.05~5 g/m<sup>2</sup> 的条件下酸洗钢板表面，其次，在连续式热浸镀锌生产线上再度将钢板加热到 700~850℃ 的温度后，进行热浸镀锌处理：

$$\log (H_2O/H_2) \geq 2.5 [C] - 3.5$$

其中， $H_2O/H_2$  是气氛气中的水分和氢气的分压比，[C] 是钢中 C 量（质



# 说明书

## 强度-延展性平衡和镀层粘合性均优的 热浸镀锌钢板及其制造方法

### 5 技术领域

本发明涉及可充分经受复杂冲压成型加工的强度-延展性平衡和镀层粘合性均优的热浸镀锌钢板及其制造方法。

另外，本发明中所说的热浸镀锌钢板，包括在镀锌层中含有 Fe 等的合金元素的热浸镀锌钢板。

10

### 背景技术

通常，热轧钢板和冷轧钢板随着强度的提高而其总伸长和弯曲等的延展性则下降，因此，难以进行复杂的冲压加工。

又，已知，一般为了提高钢板的强度而添加 Mn、Si 等元素，以谋求固溶强化和良好的复合组织化，从而有利于改善强度-延展率平衡。

然而，因 Mn、Si 是易于氧化的元素，如添加多，则在退火时 Si 和 Mn 等的表面偏析浓化物在钢板表面析出，使与熔融锌的浸润性劣化，导致熔融锌同基体钢的反应性受到阻碍。

20 因此，由于镀层粘合性劣化，在加工时发生被称为碎末和碎片等的镀层剥离。

25 作为改善上述问题、制造加工性等优良的高强度热浸镀锌钢板的方法，在例如特开平 5-179356 号公报和特开平 5-51647 号公报等中提议：在热轧卷绕时淬火快冷，在热浸镀锌生产线上，在二相区域退火后施加镀覆的方法。

然而，在实际上，即使少量添加 Si，也有镀层粘合性劣化、易于发生剥离的问题。

为此，当以含 Si 和 Mn 多的钢板作为母材的场合，来制造镀层粘合性优良的高强度热浸镀锌钢板历来在事实上都是不可能的。

30 又，在 (1) 国际申请号：PCT/JP99/04385；(2) 国际申请号：PCT/JP97/00045 和 (3) 国际申请号：PCT/JP00/00975 的发明中分别



提议：(1) 含 Mo 的高强度钢板的镀覆方法，(2) 在钢板的基体钢表层部分具有氧化物层的镀覆钢板以及 (3) 用黑皮母板退火所得的具有氧化物层的镀覆钢板。

5 按照上述 (1) 的发明，得到高强度而且镀层粘合性优良的镀覆钢板是可能的，但由于有关母材的显微组织的规范不充分，所以得不到与强度同样必要的所期望的延展性；又由于没有内部氧化物层的规范，所以不能充分满足对于本发明中所必须的、近年来所要求的强度—延展性平衡和镀层粘合性相适应的苛刻条件。

10 又，上述 (2) 的发明，依照钢成分的选择，可以得到高强度而且镀层粘合性又优越的镀覆钢板，但由于与上述 (1) 发明同样地对母材的组织未加规范，因此，得不到与强度同样必要的所期望的延展性，故不能充分满足在本发明中所必须的性能。

15 又，从镀层品质观点看来，由于近年来高强度钢板使用量的增加所致使用部位的多样化，要求比以往有更为苛刻的镀层粘合性，仅简单地形成内部氧化物层则难以满足对如上所述镀层粘合性的要求。

为此，正如本发明所阐明的那样，如不对刚好在镀层下的基体钢成分加以控制，则难以满足如上所述的苛刻要求。

20 又，上述 (3) 的发明，与上述 (2) 的发明同样，依靠钢成分的选择，可得到具有高强度的镀覆钢板，但由于与上述 (1) 的发明同样地对母材的组织未加规范，因此，不能满足与强度同样必要的所期望的延展性，因此，不能充分满足在本发明中所必要的性能。

又，与上述 (2) 的发明相同，由于对镀层粘合性有比以往更为苛刻的要求，如不按本发明阐明那样控制到刚好在镀层下的基体钢成分，则难以满足上述苛刻的要求。

25

## 发明的公开

30 本发明的目的在于解决上述历来技术的问题点，即使在母材钢板（即基体钢）中含有多量 Si 和 Mn，也能提供镀层粘合性和延展性优良的高强度热浸镀锌钢板，也即，提供强度—延展性平衡和镀层粘合性两者均优的热浸镀锌钢板。

又，本发明另一目的是提供具有上述优越性能的热浸镀锌钢板的

有利的制造方法。

也即，本发明的构成要旨如下：

1. 一种强度 - 延展性平衡和镀层粘合性优越的热浸镀锌钢板，其特征在于：作为热浸镀锌钢板的基体钢的平均组成是成为含有：

5 C: 0.05~0.25 质量%、

Si: 2.0 质量% 以下、

Mn: 1.0~2.5 质量%、以及

Al: 0.005~0.10 质量% 的组成，并且

10 刚好在镀层下面的基体钢表层部分的 C 浓度为 0.02 质量% 以下；而且，基体钢组织以回火马氏体相和微细马氏体相共占 50% 以上的分率含有马氏体相，其余的部分由铁素体相和残余奥氏体相组成。

15 2. 强度 - 延展性平衡和镀层粘合性优越的热浸镀锌钢板，其特征在于：在上述 1 中，在刚好镀层下的基体钢表层部分，在 C 浓度为 0.02 质量% 以下的区域的结晶晶界和结晶晶粒内的至少一方存在 Si 氧化物、Mn 氧化物、Fe 氧化物或者它们的复合氧化物，或者存在含有选自这些氧化物中至少一种氧化物，而且，在基体钢表层部分中的氧化物生成量按照换算成的氧量计为 1~200 质量 - ppm。

3. 强度 - 延展性平衡和镀层粘合性优越的热浸镀锌钢板，其特征在于：在上述 1 或 2 中，镀层中的 Fe 含量为 8~12 质量%。

20 4. 一种强度 - 延展性平衡和镀层粘合性优越的热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于：将作为钢板平均组成是成为含有：

C: 0.05~0.25 质量%、

Si: 2.0 质量% 以下、

Mn: 1.0~2.5 质量% 和

25 Al: 0.005~0.10 质量% 的组成

的热轧钢板或冷轧钢板在满足下式的气氛气中，在 800~1000℃ 的温度下加热后，冷却，在按照 Fe 换算量计的酸洗减量为 0.05~5 g/m<sup>2</sup> 的条件下酸洗钢板表面，其次，在连续式热浸镀锌生产线上再度将钢板加热到 700~850℃ 的温度后，进行热浸镀锌处理：

30  $\log (H_2O/H_2) \geq 2.5 [C] - 3.5$ 。

这里， $H_2O/H_2$  是在气氛气中的水分和氢气的分压比，[C] 是钢中含 C

量 (mass %)。

5. 强度-延展性平衡和镀层粘合性优越的热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于：在上述 4 中，热浸镀锌处理后，在 450~550℃ 的温度下进行合金化处理。

#### 附图的简单说明

附图 1 示出刚好在镀层下的 C 浓度以及马氏体相分率对强度-延展性平衡和镀层粘合性的影响。

附图 2 示出刚好在镀层下的 C 浓度和基体钢表层部分中的氧化物生成量 (氧量换算值) 对镀层粘合性的影响。

为实施发明的最佳形态

以下基于本发明的实验加以说明。

将由含有 C: 0.15 质量%、Si: 1.0 质量%、Mn: 1.5 质量%、P: 0.01 质量%、S: 0.003 质量%、Al: 0.04 质量%、N: 0.002 质量% 和 O: 0.002 质量% 的组成构成的、厚度 30 mm 的薄板坯在 1200℃ 下加热，用五次轧制制成厚度为 2.0 mm 的热轧钢板后，在 500℃ 下卷绕。

其后，以酸洗除去黑皮状氧化物后，在退火炉中 900℃、80 秒钟退火后，以 10~80℃/s 的速度快冷到 300℃，其次，在 60℃-5% 盐酸中酸洗 10 秒钟，除去表面偏析氧化物。

其次，将酸洗后的钢板在竖型退火镀覆装置中作 750℃、20 秒钟的退火后，以 10~80℃/s 的速度快冷到 470℃ 后，在浴中含 Al 浓度 0.15 质量%、浴温 465℃ 的热浸镀锌浴中进行 1 秒钟的镀覆处理。

就如此所得的热浸镀锌钢板的机械性能、镀层粘合性、刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度、刚好在镀层下的组织 (基体钢表层部分组织) 和基体钢组织 (内部组织) 以如下方法作了调研：

#### (1) 热浸镀锌钢板的机械性能：

以强度 (TS) 在 590 MPa 以上而且延伸率 (EI) 在 35% 以上者定为良好；除此以外者定为不良。

#### (2) 镀层粘合性：

在热浸镀锌钢板上贴上粘结带，以贴粘结带的一侧作为压缩侧，

经 90° 弯回后，将粘结带剥离，就附着于此粘结带上的镀层量测定由每单位长度 (m) 粘结带的荧光 X 射线所致的 Zn 计数：κ，对照表 1 的基准，评价类别 1, 2 者为良好；3 以上者为不良。

表 1

由荧光 X 射线所致 Zn 计数：κ	类别
$0 \leq \kappa < 500$	1 (良好)
$500 \leq \kappa < 1000$	2 (良好)
$1000 \leq \kappa < 2000$	3 (不良)
$2000 \leq \kappa < 3000$	4 (不良)
$3000 \leq \kappa$	5 (不良)

(3) 刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度定量方法：

使用混合液仅将镀层 (含有 Fe-Zn 合金层、Fe-Al 合金层两者) 溶解除去，该混合液是对于添加了 2 质量% 三乙醇胺作为缓蚀剂的 8 质量% 的 NaOH 水溶液：100 (体积) 中加入 35 质量% 的 H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 水溶液：4 (体积)。

其次，使用 60℃ - 5 质量% HCl 水溶液，基于重量法将基体钢表层部分溶解 5 μm，该重量法是估计在以酸洗前后的钢板重量作为指标的基体钢表层部分上的减厚量的方法。

其次，将所得溶解液蒸发干涸，使用根据 JIS 规格法 (G 1211) 的燃烧 - 红外线吸收法将所得干涸物的 C 定量，基于该定量结果，求得刚好镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度。

(4) 基体钢组织、马氏体相的分率：

将塞嵌入树脂内的钢板截面用作为晶界腐蚀液的下述硝酸酒精腐蚀液进行腐蚀。

其次，用电子显微镜在倍率为 1000 倍下观察铁素体相。

[硝酸酒精腐蚀液]：

69 质量% HNO<sub>3</sub> 水溶液：3 vol% 和酒精：97 vol%。

关于马氏体相，用上述硝酸酒精腐蚀液腐蚀后，再次抛光，将腐蚀层磨去，用如下马氏体腐蚀液腐蚀以后，用电子显微镜在倍率为 1000 倍下观察后，用图象解析求得在 100 mm 四方的正方形领域内存在的马氏体相的面积占有率，以此作为马氏体相的体积率。



[马氏体腐蚀液]:

1 质量% 焦亚硫酸钠的苦醛溶液 (4 g 苦味酸/100 cc 乙醇)。

再者, 马氏体相、铁素体相、奥氏体相的观察领域在表层 50  $\mu\text{m}$  以外的板厚方向的平均的位置上确定, 但要避开中心偏析等的外部干扰部位。

将从钢板所采试片抛光到板厚方向的中心面, 测定在板厚中心面的衍射 X 射线强度, 以此求得残余奥氏体相的量。入射 X 射线使用  $\text{MoK}\alpha$  线, 求得试片中残余奥氏体相的  $\{111\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{220\}$ 、 $\{311\}$  各面的衍射 X 射线强度比, 以其平均值作为残余奥氏体的体积率。

10 将所得结果整理后示于附图 1。

如附图 1 所示那样, 当刚好镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度在 0.02 质量% 以下; 而且基体钢组织中的马氏体相分率在 50% 以上时, 可得强度-延展性平衡优越, 而且镀层粘合性良好的热浸镀锌钢板。

再者, 马氏体相以外的基体钢组织由铁素体和残余奥氏体相所构成的第二相组成。

与此相反, 在除上述范围以外的情况中, 就强度-延展性平衡或镀层粘合性的至少任何一种来说都得不到良好的结果。

基于以上知识, 在本发明中, 将刚好镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度限定在 0.02 质量% 以下, 同时, 关于基体钢组织, 则限定为由含有马氏体相分率为 50% 以上、其余由铁素体相和残余奥氏体相所构成的第二相所组成的组织。

其次, 就在本发明中将母材钢板 (基体钢) 的成分组成范围限定于上述范围的理由加以说明。

C: 0.05~0.25 质量%。

25 C 是为得到必要的强度以及为使最终组织成为具有高加工性的回火马氏体和微细马氏体的复合组织的不可缺少的元素, 将钢中 C 含量限定为 0.05 质量% 以上是必要的。

然而, 当钢中 C 含量超过 0.25 质量% 时, 不仅焊接性恶化, 而且在连续式热浸镀锌生产线 (以下以 CGL 表之) 上退火后冷却时的淬透性也恶化, 难以得到所期望的复合组织。

也即, 在本发明中, 通过 CGL 退火后的冷却时的淬火必须得到所

期望的复合组织。

然而，如后所述，由于钢板浸入镀浴中的温度是  $450\sim 500^{\circ}\text{C}$ ，所期望的复合组织必须在作为控制冷却温度范围上限的  $600^{\circ}\text{C}$  到达之前形成，因此，是确保良好的淬透性和使形成所期望的复合组织不可缺少的条件。

因此，由于上述的理由，将钢中的 C 含量限定在  $0.05\sim 0.25$  质量 % 的范围。

Si: 2.0 质量 % 以下

Si 可以助长固溶强化和良好的复合组织化，并具有有利于改善强度-延伸率平衡的作用，因此，是改善加工性的有用的元素。

然而，如钢中含 Si 量超过 2.0 质量 % 时，镀层粘合性劣化，因此，钢中 Si 含量的上限定为 2.0 质量 %。

又，从强度-延伸率方面来看，钢中 Si 含量的下限宜定为 0.1 质量 %。

也即，在本发明中，钢中 Si 含量定为  $0.1\sim 2.0$  质量 % 更好。

Mn: 1.0~2.5 质量 %

Mn 与 C 同样，不仅在获得必要强度和所期望的复合组织上有用，而且为确保在 CGL 退火后的良好淬透性上也是重要的元素。

然而，当钢中 Mn 含量小于 1.0 质量 % 时，难以获得其添加效果；反之，当钢中 Mn 含量超过 2.5 质量 % 时，焊接性劣化。

因此，将钢中 Mn 含量限定于  $1.0\sim 2.5$  质量 % 范围。

Al: 0.005~0.10 质量 %

Al 由于其脱氧作用而是提高钢的清净度的有用元素，但如钢中 Al 含量小于 0.005 质量 %，则难以获得其添加效果；反之，虽添加量超过 0.10 质量 %，则其效果饱和，反而招致延伸率特性劣化。

因此，钢中 Al 含量限定于  $0.005\sim 0.10$  质量 %。

在本发明中，如基本上满足上述的 C、Si、Mn 和 Al 量，则可以得到所期望的效果。

在本发明中，为进一步改善材质特性可根据需要适当添加以下所述元素。

从 Nb:  $0.005\sim 0.10$  质量 % 和 Ti:  $0.01\sim 0.20$  质量 % 选出至少一

种。

但是，Nb 和 Ti 二者均是析出强化的元素，如适当使用，则不会使焊接性劣化下，可谋求强度的改善。

然而，当 Nb、Ti 二者的添加量不足上述下限时，难以显示其添加效果。

另一方面，如果 Nb、Ti 添加量超过上述的上限，则其效果饱和。

因此，最好按上述范围使含有选自 Nb 和 Ti 中的至少一种。

选自 Cr、Ni 和 Mo 中的 1 种或 2 种以上；其总量为 0.10~1.0 质量%

Cr、Ni 和 Mo 均是提高淬透性的元素，如适量使用，则有在连续退火生产线（以下以 CAL 表之）中的退火、冷却时点上的马氏体比率增大以及使马氏体板条结构（lath structure）微细化的作用。

为此，当添加 Cr、Ni 和 Mo 中的 1 种或 2 种以上时，则使在以下工序的 CGL 通火中的二相区再加热—冷却处理时的淬透性良好，使冷却后的最终复合组织良好，因此，可使各种成型加工性提高。

为了取得这样的效果，希望将 Cr、Ni 和 Mo 中的 1 种或 2 种以上合计共添加至少 0.10 质量%。

然而，由于它们都是高价的元素，从制造成本观点来看，Cr、Ni 和 Mo 总量的上限希望定在 1.0 质量%。

其它，关于杂质成分如下。

P、S 都助长偏析，使非金属夹杂物的量增加，因此，对各种加工性有不良影响，为此希望尽量减少。

然而，P 在 0.015 质量% 以下和 S 在 0.010 质量% 以下的范围是允许的。

但是，从制造成本方面考虑，P 含量的适当下限值是 0.001 质量%、S 含量的适当下限值是 0.0005 质量%。

其次，就本发明的热浸镀锌钢板的钢（基体钢）组织和适当制造条件加以说明。

将厚为 300 mm 左右的连续铸造初轧板坯在约 1200℃ 左右加热，用热轧精加工到厚 2.3 mm 左右后，在 500℃ 左右的温度卷绕，制成热轧钢板。

如前所述，为了在连续退火生产线（CAL）上进行淬火快冷处理，母材钢板可以是热轧钢板；或是冷轧钢板。

因而，按照最终用途可调整板厚，所以，按照需要也可进行冷轧。如按照以下工序的制造条件，因在此阶段的轧制所致的影响不特别看得出来，所以没有必要特别限定压缩率。

基体钢组织：

按照本发明，由于对基体钢组织回火而形成以马氏体相和微细马氏体相为主体的钢组织，因此，可得到良好的机械性能。

其理由如下：

10 也即，作为软质量的回火马氏体相在加工初期阶段承受变形。

另一方面，作为硬质相的微细马氏体相具有比回火马氏体相大得多的变形能，因此，当软质相的加工硬化与微细马氏体相的强度达到相同程度时，硬质相也承担变形。

15 为此，在以后的阶段中软质相和硬质相成为一体而进行变形，而且，硬质相并不作为空隙核而起作用，因此，断裂变形时期得以延迟，结果，可得高加工性。

此效果，与基体钢组织中的两种马氏体相的分率越大时就越良好。

为此，在本发明中，将基体钢组织中的两种马氏体相的分率规定为共计 50% 以上。

20 再者，所谓上述微细马氏体相表示粒径为  $5\mu\text{m}$  以下的马氏体相。

又，上述两种马氏体相的总分率可如上述那样求得，即将嵌入树脂内的钢板断面腐蚀，通过对腐蚀面的电子显微镜观察和图象解析所致马氏体相的占有面积率的测定而求得。

25 作为获得这种组织的方法有：在 CAL 中  $800\sim 1000^{\circ}\text{C}$  下退火后，加速冷却速度，使冷却速度为  $40^{\circ}\text{C/s}$  以上，并使冷却后的温度为  $300^{\circ}\text{C}$  以下等方法。

30 又，所以定剩余部分的组织由铁素体和残余奥氏体相所组成者，是因为含铁素体相和残余奥氏体相的复合组织可降低像屈服比那样的性能，这有助于其它机械性能的改善。而这种特征在含贝氏体、珠光体等的复合组织中是得不到的。

因此，在马氏体相以外的第二相就定为由铁素体相和残余奥氏体



相所组成。

又，在 CAL 退火后再度将该钢板在 CGL 中  $700\sim 850^{\circ}\text{C}$ 、更好在  $725^{\circ}\text{C}\sim 840^{\circ}\text{C}$  的温度范围内再加热，使冷却速度为  $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上，冷却后的温度为  $600^{\circ}\text{C}$  以下，因而，在原来组织为马氏体相部分的板条部上生成微细的奥氏体相，从而形成这些组织。

刚好在镀层下基体钢表层部的 C 浓度：

所谓上述刚好在镀层下的基体钢表层部分是镀层剥离后从基体钢表面向深度方向至少  $5\text{ }\mu\text{m}$  以内（从基体钢表面在深度方向上  $5\text{ }\mu\text{m}$  以内）的区域，是指这样的区域，它被认为是在镀锌时和此后按照需要所进行的加热合金化时的合金化反应相关的区域。

上述刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度如超过 0.02 质量%，则不能固溶的 C 就形成渗碳体 ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) 等析出物，该析出物在镀锌时和其后按照需要所进行的加热合金化时，妨碍基体钢和 Zn 的反应，从而阻碍镀层粘合性。

与此相反，当刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度在 0.02 质量% 以下时，上述析出物不能生成，因此，即使是基体钢的平均 C 含量 0.05 质量% 以上的高含 C 钢板，也可认为镀层粘合性被改善到良好状态。

仅将如上那样的基体钢表层部分的 C 浓度减低的方法并未有特别的限定，如要举一例，则有：通过将钢板在高露点气氛气中退火，将表层部分脱碳的方法。

再者，对刚好在镀层下钢中 C 浓度（基体钢表层部分的 C 浓度）的测定可用以下①～③中任一种方法进行。

①用含有如下所示缓蚀剂的碱溶液，仅将镀层（Fe-Zn 合金层、Fe-Al 合金层二者皆包括在内）溶解除去后，将基体钢里表面用  $60^{\circ}\text{C}$  - 5 质量% HCl 水溶液，基于以酸洗前后的重量为指标来估计减厚量的重量法，溶解去  $5\text{ }\mu\text{m}$ 。

其次，将溶解液蒸发干涸，使用 JIS 规格 G 1211 的燃烧-红外线吸收法对所得蒸干物定量 C 量。

[含有缓蚀剂的碱溶液]：

在含有 2 质量% 三乙醇胺的 8 质量% NaOH 水溶液：100（体积）。

中加入 35 质量%  $\text{H}_2\text{O}_2$  水溶液：4（体积）的溶解液。

②将基体钢表层截面用电子探针 X 射线显微分析仪（EPMA）等分析装置进行定量。

③仅将基体钢表层部分电化学上的溶解，对溶解液中的 C 浓度进行定量。

再者，在后述的本发明实施例中采用上述①的方法。

又，关于渗碳体析出的有无，在将钢板截面腐蚀后，通过用光学显微镜和电子显微镜等的观察可容易地加以判别。

更且，在上述基体钢表层部分的 C 浓度为 0.02 质量%以下的区域中，含有作为钢中元素的 Si、Mn、Fe 的氧化物，也即 Si 氧化物、Mn 氧化物、Fe 氧化物或它们的复合氧化物，或含有选自这些氧化物中的至少一种的氧化物如存在于结晶晶界和结晶晶粒内至少一方中，则由于在镀膜的弯曲加工时，在镀层/基体钢界面被导入微细的裂纹，从而应力被缓和。

此结果可得到镀层粘合性被更加显著地改善的效果。

与此相反，当刚好镀层下的基体钢表层部的 C 浓度超过 0.02 质量%、渗碳体（ $\text{Fe}_3\text{C}$ ）等析出物存在时，镀层粘合性的改善效果就小。

其理由可认为是渗碳体妨碍裂纹导入之故。

因此，为了获得良好的镀层粘合性的改善效果，在刚好镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度为 0.02 质量%以下的区域中，希望使在晶界和晶粒内至少一方存在含有作为钢中元素的 Si、Mn、Fe 的上述各种氧化物。

在本发明中，将钢板截面用苦醛溶液（4 g 苦味酸/100 cc 乙醇）腐蚀，用扫描电子显微镜（SEM）观察腐蚀面，即可调查在基体钢表层部分是否生成氧化物，此时，如在晶界或晶内至少一方中生成 0.1  $\mu\text{m}$  以上的氧化物层，则可认为是生成氧化物层。

氧化物的种类可用电感耦合等离子体原子发射光谱分析法（ICP 发射光谱分析法：Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectrometry）来鉴定。

在上述基体钢表层部分的氧化物的生成量按换算成氧量计算以 1~200 质量 - ppm 左右为宜。

其理由是：当氧化物的生成量换算成的氧量小于 1 质量 - ppm 时，由于氧化物生成量过少，不能获得充分的镀层粘合性改善效果；反之，当氧化物的生成量换算成的氧量超过 200 质量 - ppm 时，由于氧化物生成量过剩，反而招致镀层粘合性的劣化。

5 这里，在基体钢表层部分氧化物生成量的氧量换算值是分别将如下两种钢板的氧量用惰性气体熔化红外线吸收法测定，从前者的氧量和后者的氧量之差求得，前者的钢板是用添加了缓蚀剂的碱性水溶液将镀层剥离除去后的钢板；后者的钢板是用机械的方法将剥离除去镀层后的钢板表里面抛光  $100\ \mu\text{m}$  左右所得的钢板。

10 加热处理（退火）：

热轧钢板和冷轧钢板的加热温度定为  $800\sim 1000^\circ\text{C}$  是必要的。

其理由是，如加热温度小于  $800^\circ\text{C}$ ，则脱碳反应不足，因此，得不到良好的镀层粘合性；反之，当超过  $1000^\circ\text{C}$  时，则显著损伤炉体。

15 又，加热处理（退火）时的气氛气中的氢浓度以定为 1~100 体积 % 为宜。

这是因为，如小于 1 体积 %，则钢板表面的铁被氧化，损害镀覆性的可能性增高。

又，在满足如下式关系的气氛气条件下加热钢板是必要的：

$$\log (\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2) \geq 2.5 [\text{C}] - 3.5$$

20 这里， $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$  是在气氛气中的水分和氢气的分压比； $[\text{C}]$  是钢中的 C 量（质量 %）。

也即，为了获得良好的镀层粘合性必须将表层部分脱碳，如 C 量增加，则由于 C 使 O（氧）的消耗量增加，为了谋求充分脱碳，必须提高退火炉气氛气中的  $(\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2)$  比。

25 又，脱碳时所发生的 CO 可同时促进内部氧化反应，因此，促进在结晶晶界和结晶晶粒内的氧化物的生成。

因此，在上述式的范围内加热是重要的。

用上述加热处理退火后，冷却，随后，在换算成 Fe 的酸洗减量为  $0.05\sim 5\ \text{g}/\text{m}^2$  的条件下，酸洗钢板表面，以除去氧化物。

30 这是由于：当换算成 Fe 的酸洗减量小于  $0.05\ \text{g}/\text{m}^2$  时，酸洗不充分，残存下过剩的氧化物，招致镀层粘合性劣化；反之，当换算成 Fe



的酸洗减量超过  $5 \text{ g/m}^2$  时，钢板表面变得粗糙，不仅有损热浸镀锌后的钢板的外观；更有甚者，连内部氧化层和脱碳层也除掉了。

为此，根据需要调整酸洗时的酸浓度、酸洗液的液温等，以便将酸洗减量调整到换算成 Fe 为  $0.05 \sim 5 \text{ g/m}^2$  的范围。

5 再者，上述酸洗减量的 Fe 换算值可从酸洗前后的钢板重量求得。

作为酸洗用的酸以用盐酸特令人满意，其它使用硫酸和硝酸、磷酸等也可，又，这些酸与盐酸共用也无妨，酸的种类并不受特别限制。

热浸镀锌的条件：

10 将以上那样制作的钢板在热浸镀锌生产线上进行镀锌处理，即可得到强度—延展性平衡和镀层粘合性优越的热浸镀锌钢板。

也即，在连续式热浸镀锌生产线 (CGL) 上，再度在还原性气氛下、 $700 \sim 850^\circ\text{C}$  的温度下将钢板加热后，进行热浸镀锌处理。

15 如加热温度小于  $700^\circ\text{C}$ ，则在酸洗中钢板表面生成的氧化物的还原不充分，镀层粘合性劣化；反之，如加热温度超过  $850^\circ\text{C}$ ，则再度引起 Si 的表面偏析浓化，因此，镀层粘合性不可避免地劣化。

又，作为热浸镀锌浴以含有 Al  $0.08 \sim 0.2$  质量% 的热浸镀锌浴为适当，浴温以  $450 \sim 500^\circ\text{C}$  为宜。

更且，浸入浴中时的钢板温度以  $450 \sim 500^\circ\text{C}$  为宜。

20 又，热浸镀锌钢板的镀覆附着量以钢板每单面、也即每单位面积镀覆附着量为  $20 \sim 120 \text{ g/m}^2$  为宜。

这是由于：上述镀覆附着量如小于  $20 \text{ g/m}^2$ ，则耐蚀性低；反之，如超过  $120 \text{ g/m}^2$ ，则在实用上耐蚀性提高效果饱和，经济上不合算。

如此所得的热浸镀锌钢板根据需要施加加热合金化处理是可能的。

25 由于特别为使焊接性提高，因此加热合金化是更可取的，但要根据使用目的分成进行加热合金化的场合和不进行的场合。

加热合金化在  $450 \sim 550^\circ\text{C}$  的温度范围内、特别是在  $480 \sim 520^\circ\text{C}$  的温度范围内进行是可取的。

30 这是因为：如加热合金化温度小于  $450^\circ\text{C}$ ，则合金化几乎未进行；反之，如超过  $550^\circ\text{C}$ ，则合金化进行过度，从而镀层粘合性劣化，并且，生成珠光体而得不到所期望的组织。



又，合金化后的镀层中的 Fe 扩散量，也即镀层中的 Fe 含量以限制在 8~12 质量% 的范围内为可取。

这是因为：如 Fe 扩散量小于 8 质量% 时，不仅发生软点，而且由于合金化不充分而滑动性劣化；反之，如 Fe 扩散量超过 12 质量%，

5 则由于过合金化而镀层粘合性劣化。

合金化后的镀层中的 Fe 扩散量、也即，镀层中的 Fe 含量更好是 9~10 质量%。

再者，加热合金化的方法用煤气加热炉或感应加热炉等，用历来已知的方法皆可。

#### 10 <实施例>

以下，基于实施例更具体地说明本发明。

将具有表 2 所示成分组成的、厚为 300 mm 的连续铸造初轧板坯在 1200℃ 加热后，用热轧制成厚为 2.3 mm 的热轧钢板后，在 500℃ 卷绕。

15 其次，用酸洗除去黑皮状氧化物（氧化皮）后，在实验 No. 1 和 3 中，将热轧板原状通过连续退火生产线（CAL）加热后，冷却；在实验 No. 2、4~25 中，再进行压缩率为 50% 的冷轧后，通过连续退火生产线（CAL）加热后，冷却。

20 表 3-1 中示出在 CAL 中的退火温度、退火气氛气、退火后的冷却条件。

其次，将退火后的钢板用盐酸水溶液边调整酸洗减量，边酸洗。

再者，酸洗减量的调整是通过将酸洗液的 HCl 浓度在 3~10 质量% 范围内调整；将酸洗液的液温在 50~80℃ 范围内调整进行的。

表 3-2 将上述酸洗减量以 Fe 换算值示出。

25 再者，酸洗减量的 Fe 换算值是从酸洗前后的钢板重量求得的。

其次，将酸洗后的钢板从连续式热浸镀锌生产线（CGL）上穿过，在氢浓度为 5 体积% 的还原性气氛气下加热还原，冷却后，进行热浸镀锌。

表 3-2 示出在 CGL 中的加热温度，加热还原的冷却条件。

30 下述和表 3-2 中，示出了热浸镀锌的条件。

又，热浸镀锌的镀层附着量是使钢板两面加在一起每单位面积镀

层附着量成为  $40 \text{ g/m}^2$ 。

又，在实验 No. 1、2、实验 No. 4~25 中，在热浸镀锌后按如下条件进行加热合金化处理。

(热浸镀锌的条件)：

5 浸入热浸镀锌浴的板温： $460 \sim 470^\circ\text{C}$

热浸镀锌浴的浴温： $460^\circ\text{C}$

热浸镀锌浴中 Al 浓度：0.13 质量%

钢板穿过速度： $80 \sim 120 \text{ m/min}$

(加热合金化处理的条件)：

10 合金化温度 (板温)： $490 \sim 600^\circ\text{C}$

合金化时间：20 s

其次，对于如上所得热浸镀锌钢板或合金化热浸镀锌钢板如上述那样用如下方法测定和观察了：(1) 刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度；(2) 基体钢组织和基体钢组织中的马氏体相的分率 (回火马氏体相和微细马氏体相的总分率) 以及 (3) 在基体钢表层部分的氧化物生成量 (氧量换算值)。

(1) 刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度：

用上述的含缓蚀剂的碱溶液： $60^\circ\text{C}$  - 5 质量% HCl 水溶液和燃烧 - 红外线吸收法进行定量。

20 再有：基体钢表层部分的溶解厚度定为  $5 \mu\text{m}$ 。

(2) 基体钢组织和基体钢组织中的马氏体相的分率：

用上述基体钢组织、马氏体相分率的观察、测定法进行了调查。

(3) 基体钢表层部分中的氧化物生成量 (氧量换算值)：

25 用惰性气体熔化红外线吸收法 (JIS Z 2613) 分别测定用如下所示添加缓蚀剂的碱性水溶液将镀层剥离并除去后的钢板的氧量以及将剥离并除去镀层后的钢板表面用机械方法抛光  $100 \mu\text{m}$  左右所得钢板的氧量，从前者的氧量和后者的氧量之差求得。

[添加缓蚀剂的碱性水溶液]：

30 在含有 2 质量% 三乙醇胺的 8 质量% NaOH 水溶液：100 (体积) 中加入 35 质量%  $\text{H}_2\text{O}_2$  水溶液：4 (体积) 的水溶液。

再者：在上述氧化物生成量 (氧量换算值) 中的氧化物表示 Si 氧

化物、Mn 氧化物、Fe 氧化物或它们的复合氧化物，氧化物生成量是它们的总量（氧量换算值）。

将嵌入树脂的钢板截面用苦醛溶液（4 g 苦味酸/100 cc 乙醇）腐蚀，对氧化物确认其在结晶晶界或结晶晶粒内的存在位置。

5 又，对上述所得热浸镀锌钢板或合金化热浸镀锌钢板调查了机械性能和镀层粘合性。

再者，机械性能以满足  $TS \geq 590 \text{ MPa}$  而且  $El \geq 35\%$  者为良好，此处为不良。

10 又，镀层粘合性按照表 1 的基准测定  $\kappa$  值后加以评价：将镀锌钢板 90° 弯回后，用粘结带将压缩侧的镀层剥离，测定由每单位长度（m）粘结带的萤光 X 射线所致 Zn 计数： $\kappa$ 。

表 4 示出如上所得的镀锌钢板的特性、机械性能和镀层粘合性。

15 另外，附图 2 示出刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度和在基体钢表层部分中的氧化物生成量（：氧量换算值）对镀层粘合性的影响。

如从表 4 所了解那样，发明例的钢板机械性能和镀层粘合性均无任何问题；与之相反，在比较例中，或是即使机械性能良好而镀层粘合性却不好；或是即使镀层粘合性好而机械性能却不良。

20 还有，如附图 2 所示那样，刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度如超过 0.02 质量%，则镀层粘合性不良；与之相反，上述 C 浓度在 0.02 质量% 以下而且基体表层部分中的氧化物生成量（氧量换算值）为 1~200 质量 - ppm 时，可得特别良好的镀层粘合性。

表 2

实验 No.	连续铸造初轧板坯的成分组成 (质量%)						
	C	Si	Mn	P	S	Al	其它
1	0.15	0.5	1.5	0.01	0.003	0.03	—
2	0.08	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
3	0.10	1.5	1.5	0.01	0.003	0.03	—
4	0.15	2.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
5	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	Cr:0.01
6	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	Mo:0.1
7	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	Nb:0.01
8	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	Nb:0.01 Ti:0.02
9	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
10	0.03	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
11	0.15	2.5	1.5	0.01	0.003	0.03	—
12	0.15	1.0	0.5	0.01	0.003	0.03	—
13	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
14	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
15	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
16	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
17	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
18	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
19	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
20	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
21	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
22	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
23	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
24	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—
25	0.15	1.0	1.5	0.01	0.003	0.03	—



表 3-1

实验 No.	有无冷轧	连续退火生产线 (CAL)						
		退火炉					退火后的冷却条件	
		露点 (°C)	温度 (°C)	H <sub>2</sub> (%)	log(H <sub>2</sub> O/H <sub>2</sub> )	2.5[C]-3.5	冷却速度 (°C/s)	冷却后的 温度(°C)
1	无	-10	900	3	-1.07	-3.125	50	250
2	有	0	900	3	-0.39	-3.3	50	300
3	无	0	900	3	-0.39	-3.25	100	200
4	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	300
5	有	10	900	3	-0.39	-3.125	60	250
6	有	-10	900	3	-1.07	-3.125	55	250
7	有	-5	900	3	-0.85	-3.125	45	250
8	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	250
9	有	10	900	3	-0.39	-3.125	50	300
10	有	0	900	3	-0.39	-3.425	50	250
11	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	250
12	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	250
13	有	-30	900	3	-1.9	-3.125	50	250

表 3-1 (续)

连续退火生产线 (CAL)									
实验 No.	有无冷轧	退火炉					退火后的冷却条件		
		露点 (℃)	温度 (℃)	H <sub>2</sub> (%)	log(H <sub>2</sub> O/H <sub>2</sub> )	2.5[C]-3.5	冷却速度 (℃/s)	冷却后的 温度(℃)	
14	有	-40	900	3	-2.36	-3.125	50	250	
15	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	250	
16	有	-0	900	3	-0.39	-3.125	50	250	
17	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	250	
18	有	0	900	3	-0.39	-3.125	30	400	
19	有	-60	900	3	-3.4	-3.125	50	250	
20	有	0	700	3	-0.39	-3.125	30	250	
21	有	0	900	0.5	0.081	-3.125	50	250	
22	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	250	
23	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	250	
24	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	250	
25	有	0	900	3	-0.39	-3.125	50	250	

表 3-2

实验 No.		酸洗	连续式热浸镀锌生产线 (CGL)							加热合金化处理		
			加热还原炉	加热还原后的冷却条件		热浸镀锌浴						
				温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	冷却后的温度 (°C)	浸入时的板温 (°C)	浴温 (°C)	Al 浓度 (质量%)			板的穿过速度 (m/min)
1		0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500	
2		0.5	775	20	500	470	460	0.13	80	有	500	
3		0.5	775	20	500	460	460	0.13	120	无	-	
4		0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500	
5		0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500	
6		0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500	
7		0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500	
8		0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500	
9		0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500	
10		0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500	
11		0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500	

表 3-2 (续)

实验 No.	酸洗 减量 (g/m <sup>2</sup> )*	连续式热浸镀锌生产线 (CGL)					加热合金化处理			
		加热还 原炉	加热还原后的 冷却条件		热浸镀锌浴					
			温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	冷却后的 温度 (℃)	浸入时 的板温 (℃)	浴温 (℃)	Al 浓度 (质量%)	板的穿 过速度 (m/min)	加热合金 化处理的 有无
12	0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500
13	0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500
14	0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500
15	0.5	775	1	500	460	460	0.13	100	有	600
16	0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	560
17	0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500
18	0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500
19	0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500
20	0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	560
21	0.5	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500
22	0.04	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500



表 3-2 (续)

实验 No.	酸洗	连续式热浸镀锌生产线 (CGL)				热浸镀锌浴			加热合金化处理	
	酸洗 减量 (g/m <sup>2</sup> )*	加热还 原炉	加热还原后的 冷却条件		浸入时 的板温 (°C)	浴温 (°C)	Al 浓度 (质量%)	板的穿 过速度 (m/min)	加热合金 化处理的 有无	合金化 温度 (°C)
		温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	冷却后的 温度 (°C)						
23	6.0	775	20	500	460	460	0.13	100	有	500
24	0.5	600	20	500	460	460	0.13	100	有	500
25	0.5	900	20	500	460	460	0.13	100	有	500

注) \*: Fe 换算值

表 4

实验 No.	刚好在镀层下 的 C 浓度* (质量%)	马氏体相 的分率 (%)	其余部分的 组织	氧化物生成 量** (质量-ppm)	镀层中的 Fe 含量*** (质量%)	机械特性 的评价	镀层粘合 性的评价	备 考
1	0.01	60	铁素体 + 残余 奥氏体	50	10.1	良好	2	发明例
2	0.005	60	铁素体 + 残余 奥氏体	50	10.3	良好	2	发明例
3	0.005	80	铁素体 + 残余 奥氏体	50	1.09	良好	1	发明例
4	0.005	60	铁素体 + 残余 奥氏体	50	9.5	良好	2	发明例
5	0.002	75	铁素体 + 残余 奥氏体	50	10.3	良好	2	发明例
6	0.01	65	铁素体 + 残余 奥氏体	50	11.5	良好	2	发明例
7	0.008	55	铁素体 + 残余 奥氏体	50	11.0	良好	2	发明例

表 4 (续)

实验 No.	刚好在镀层下 的 C 浓度* (质量%)	马氏体相 的分率 (%)	其余部分的 组织	氧化物生成 量** (质量-ppm)	镀层中的 Fe 含量*** (质量%)	机械特性 的评价	镀层粘合 性的评价	备考
8	0.005	60	铁素体 + 残余 余奥氏体	50	8.9	良好	2	发明例
9	0.002	60	铁素体 + 残余 余奥氏体	50	9.9	良好	1	发明例
10	0.005	60	铁素体 + 残余 余奥氏体	50	9.9	不良	1	比较例
11	0.005	60	铁素体 + 残余 余奥氏体	50	10.5	良好	5	比较例
12	0.005	60	铁素体 + 残余 余奥氏体	50	10.3	不良	1	比较例
13	0.05	60	铁素体 + 残余 余奥氏体	50	11.1	良好	5	比较例
14	0.1	60	铁素体 + 残余 余奥氏体	50	9.4	良好	5	比较例

表 4 (续)

实验 No.	刚好在镀层下 的 C 浓度* (质量%)	马氏体相 的分率 (%)	其余部分的 组织	氧化物生成 量** (质量-ppm)	镀层中的 Fe 含量*** (质量%)	机械特性 的评价	镀层粘合 性的评价	备考
15	0.005	60	铁素体 + 珠 光体	50	9.8	不良	1	比较例
16	0.005	60	铁素体 + 贝 氏体	50	10.1	不良	1	比较例
17	0.005	60	铁素体 + 残 余奥氏体	50	13.5	良好	5	比较例
18	0.005	35	铁素体 + 残 余奥氏体	50	10.6	不良	1	比较例
19	0.1	60	铁素体 + 残 余奥氏体	0.5	10.4	良好	5	比较例
20	0.05	35	铁素体 + 贝 氏体	0.5	10.2	不良	5	比较例
21	0.005	60	铁素体 + 残 余奥氏体	50	10.4	良好	5	比较例



表 4 (续)

实验 No.	刚好在镀层下 的 C 浓度* (质量%)	马氏体相 的分率 (%)	其余部分的 组织	氧化物生成 量** (质量-ppm)	镀层中的 Fe 含量*** (质量%)	机械特性 的评价	镀层粘合 性的评价	备 考
22	0.005	60	铁素体 + 残余 奥氏体	50	10.9	良好	5	比较例
23	0.14	60	铁素体 + 残余 奥氏体	0.5	9.5	良好	5	比较例
24	0.005	60	铁素体 + 残余 奥氏体	50	9.4	良好	5	比较例
25	0.005	60	铁素体 + 残余 奥氏体	50	9.8	良好	5	比较例

注) \*: 刚好在镀层下的基体钢表层部分的 C 浓度

\*\*: 在基体钢表层部分的氧化物生成量的氧量换算值

\*\*\*: 就加热合金化处理的热浸镀锌钢板而言, 表示加热合金化处理后的镀层中的 Fe 含量。

### 在产业上利用的可能性

按照本发明可得强度-延展性平衡和镀层粘合性皆优的热浸镀锌钢板。

更且，由于采用本发明的热浸镀锌钢板，汽车的轻量化和燃料费用低廉化成为可能，进而，对地球环境的改善也可有大的贡献。

# 说明书附图

- (1): 镀层粘合性良好、强度-延展性平衡良好(适当范围)
- (2): 镀层粘合性良好、强度-延展性平衡良好
- (3): 镀层粘合性良好、强度-延展性平衡良好
- (4): 镀层粘合性良好、强度-延展性平衡良好

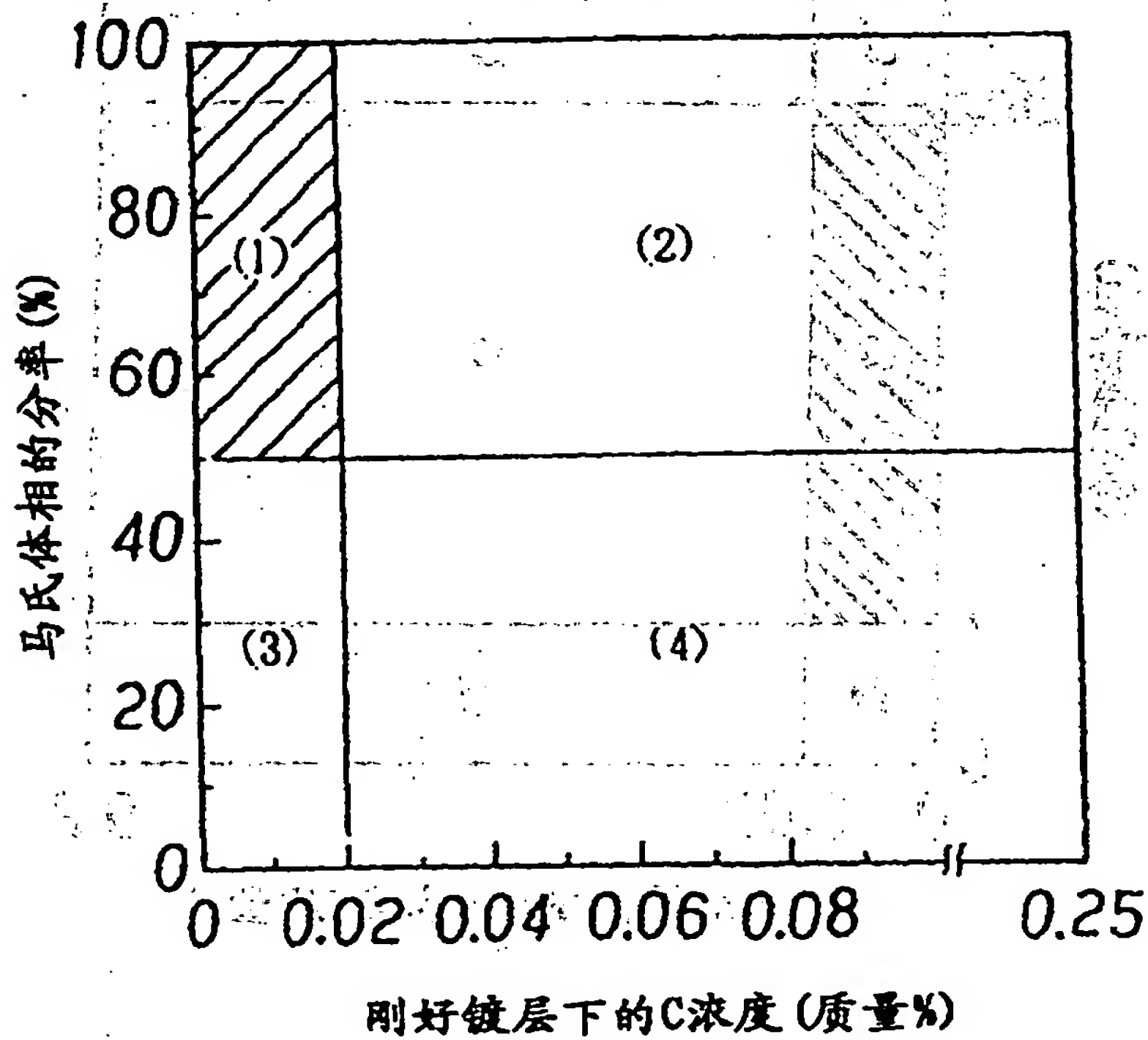


图 1

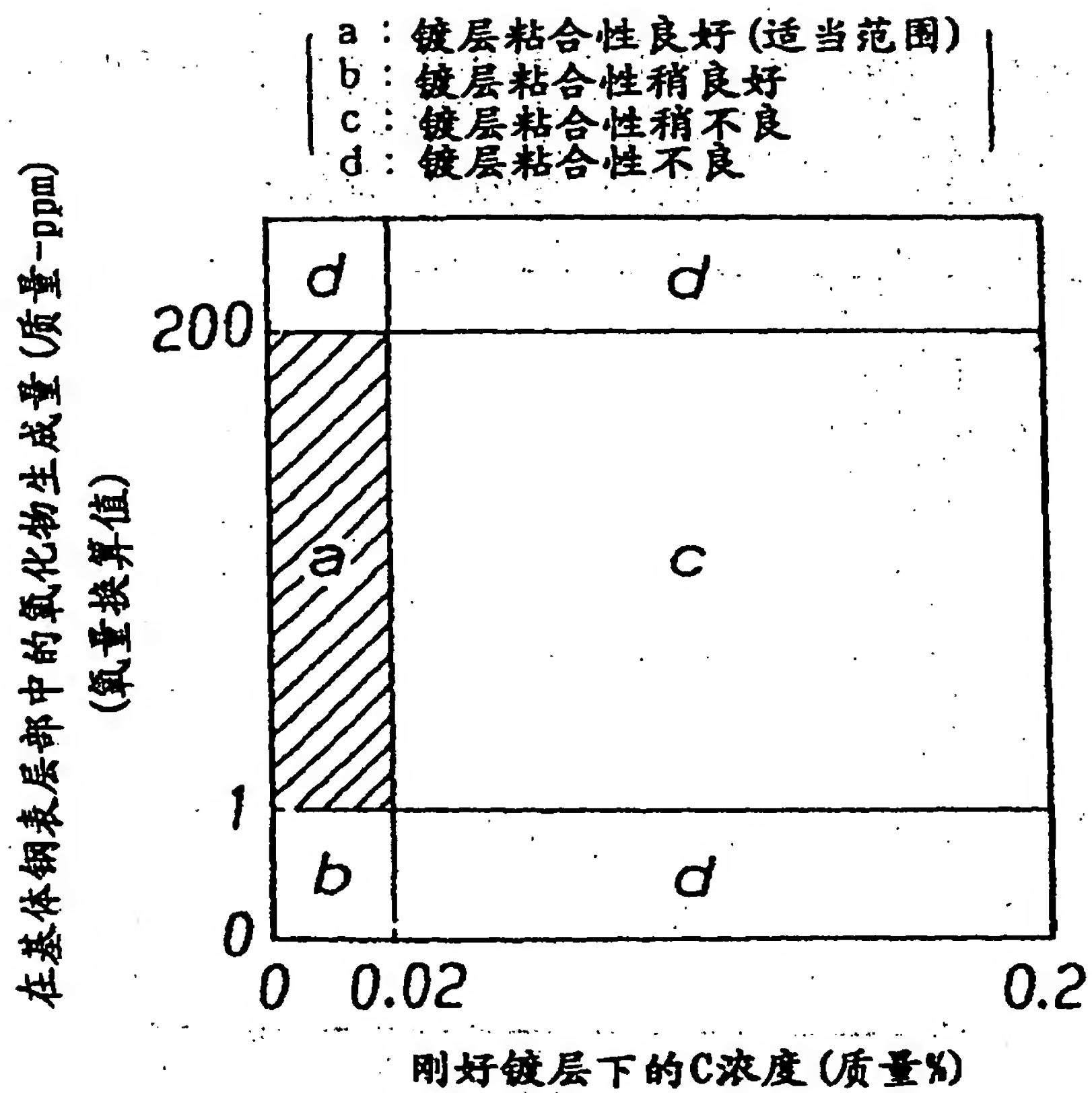


图 2